

PRODUCTION OF COLD ROLLED STEEL PLATE HAVING EXCELLENT WORKABILITY AND BAKE HARDENABILITY

Publication number: JP57089437

Publication date: 1982-06-03

Inventor: YASUDA AKIRA; IRIE TOSHIO; KONISHI MOTOYUKI

Applicant: KAWASAKI STEEL CO

Classification:

- international: C22C38/00; C21D9/46; C21D9/48; C22C38/14;
C22C38/00; C21D9/46; C21D9/48; C22C38/14; (IPC1-7): C22C38/14

- European: C21D9/48; C22C38/14

Application number: JP19800165315 19801126

Priority number(s): JP19800165315 19801126

Also published as:



EP0067878 (A1)

WO8201893 (A1)

US4589931 (A1)

EP0067878 (B1)

Report a data error here

Abstract of JP57089437

PURPOSE: To obtain the titled steel plate by a method wherein a cold rolled plate of a steel containing specified amounts of C, Mn, Si, P, S, N and effective Ti is heated at a specified temperature for a specified period of time and is cooled at a specified cooling rate through a specified temperature range.

CONSTITUTION: A cold rolled plate of a steel containing, by weight, 0.001-0.01% of C, less than 1% of Mn, less than 1.2% of Si, less than 0.1% of P, less than 0.02% of S, less than 0.01% of N and more than 0% of effective Ti, wherein $(\%C \times 4 - 0.015) < (\text{effective \%Ti}) < (\%C \times 4 + 0.05)$, is prepared. The plate is heated for 10sec-5min. at a temperature of 850-950 deg.C, which temperature is not lower than 850 deg.C+70/0.05(effective %Ti-4X%C) or is not higher than 950 deg.C+100/0.015 (effective %Ti-4X%C). The plate is then rapidly cooled at a rate of not lower than 10 deg.C/sec, at least through the temperature range of 850-500 deg.C.

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭57-89437

⑤ Int. Cl.³
C 21 D 9/48
// C 22 C 38/14

識別記号

C B B

庁内整理番号
7047-4K
7147-4K

⑬ 公開 昭和57年(1982)6月3日

発明の数 1
審査請求 未請求

(全 6 頁)

⑭ 焼付硬化性を有する良加工性冷延鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭55-165315

⑰ 出 願 昭55(1980)11月26日

⑱ 発 明 者 安田 顕
千葉市畑町454-32

⑲ 発 明 者 入江敏夫

⑲ 発 明 者 小西元幸
千葉市園生町1283-1 稲毛パークハウスB306

⑳ 出 願 人 川崎製鉄株式会社
神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

㉑ 代 理 人 弁理士 杉村 暁秀 外1名

明 細 書

1. 発明の名称 焼付硬化性を有する良加工性冷延鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

C : 0.001 ~ 0.010 wt%, Mn : 1.0 wt% 以下、Si : 1.2 wt% 以下、P : 0.1 wt% 以下、S : 0.02 wt% 以下、N : 0.01 wt% 以下および有効 Ti を

有効 Ti wt% > 0 かつ、 $4C(wt\%) - 0.015 < \text{有効 Ti}(wt\%) < 4C(wt\%) + 0.05$ の範囲で含有する冷延鋼板を、連続焼鈍法により 850°C 以上 950°C 以下で、かつ $850^{\circ}\text{C} + 70/0.05 \{ \text{有効 Ti}(wt\%) - 4C(wt\%) \}$ 以上または $950^{\circ}\text{C} + 100/0.015 \{ \text{有効 Ti}(wt\%) - 4C(wt\%) \}$ 以下の温度で 10 sec ~ 5 min 加熱し、少なくとも $850^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度域を 10°C/sec 以上の冷却速度で急速冷却することを特徴とする焼付硬化性を有する良加工性冷延鋼板の製造方法

但し

有効 Ti (wt%) = 全 Ti (wt%) - $48/14 N(wt\%)$ - $48/32 S(wt\%)$ とする。

3. 発明の詳細を説明

本発明は焼付硬化性を有する良加工性の冷延鋼板および高強度冷延鋼板を製造する方法に関するものである。すなわち冷延鋼板が有する良加工性を維持せしめ、しかも焼付硬化性を有する良加工性冷延鋼板の製造方法の提案を目的とするものである。

近年、鋼の連続製造技術の進歩により自動車用を代表例とする冷延鋼板は、従来のリムド鋼よりプレス成形性がすぐれたアルミキルド鋼が多用されるようになった。

ところでリムド鋼は、固溶炭素を含有しているため常温時効性であるが、スキンパス圧延やレベル加工等の軽加工を与えた後、短時間のうちにプレス成形を行なえばストレッチャーストレインを発生せず、塗装焼付の際に炭素による歪時効が生じ、降伏強度が増加するという利点があつた。しかしアルミキルド鋼は深絞り性がすぐれている

ものの窒素がアルミにより固定されているためこのような焼付硬化性を示さない。

プレス成形後の焼付硬化性は特に自動車の外板に用いられた場合の耐デント性には好ましい現象であり、深絞り性と焼付硬化性を兼ねそなえた冷延鋼板が強く要望されている。

また自動車の軽量化と安全性の向上のために高張力鋼板の使用量が増加しつつあるが、板厚の減少に伴う耐デント性を補うにはプレス成形前の降伏強度が低くて焼付塗装時に降伏強度の増加する鋼板がやはり望まれる。

プレス成形前の降伏強度および焼付硬化性の観点からはフェライト-マルテンサイトからなる複合組織鋼板は理想的なものであるが、 \bar{r} 値が1.0前後と低く、深絞り性が劣り、適用し得るプレス成形部品が限定される。

一方 \bar{r} 値が高く焼付硬化性を有する鋼板としては焼結加によつて強化したアルミキルド鋼をオープンコイル焼鈍し、焼鈍後の冷却速度が大きいことを利用して固溶炭素を残留させて歪時効性を付

与する方法、あるいはタイトコイル焼鈍を高温で実施して炭化物を粗大化させて固溶炭素の析出を妨げることににより固溶炭素を残留させ、焼付硬化性を付与する方法が提案されている。しかし、これらのうち前者はオープンコイルに巻直し、さらに焼鈍後タイトコイルに巻き直す工程を要すること、また後者は高温焼鈍のためコイル層間の密着と焼鈍炉内の内鋼カバー(レトルト)の変形が避けられず、ともに製造コストの大幅な上昇が避けられない。

本発明は、前述のような当該技術分野の要望に応え、従来の焼付硬化性を有する冷延鋼板のもつ欠点を克服した焼付硬化性を有する良加工性冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とするもので、前記特許請求の範囲に記載の方法によつて、上記目的を達成するに至つたのである。

本発明の骨子とするところは、C 0.001 ~ 0.010 wt%、Mn 1.0 wt%以下、Si 1.2 wt%以下、P 0.1 wt%以下、S 0.02 wt%以下、N 0.01 wt%以下、および

有効Ti wt% > 0 かつ、 $40 \text{ wt}\% - 0.015 < \text{有効Ti wt}\% < 40 \text{ wt}\% + 0.05$

(但し有効Ti wt% = 全Ti wt% - $\frac{48}{14} \text{ N wt}\% - \frac{48}{32} \text{ S wt}\%$ とする)

を含有する冷延鋼板を連続焼鈍法により、850℃以上、950℃以下、かつ850℃ + $70\%_{0.05}$ (有効Ti wt% - 40 wt%) 以上、950℃ + $100\%_{0.015}$ (有効Ti wt% - 40 wt%) 以下の温度に10 sec ~ 5 min 加熱後、850℃から500℃までの温度範囲を、 $10 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sec} \sim 100 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で冷却することにある。すなわち本発明は鋼中C量に対し、Ti含有量を本発明により限定される範囲で添加した冷延鋼板を、本発明により限定される温度範囲で焼鈍後、特定の速度で急冷することにより常温非時効で、かつ焼付硬化性を有するとともに \bar{r} 値1.8以上の冷延鋼板が製造し得るという知見に基づくものである。

一般に極低炭素鋼に炭化物形成元素を添加して、固溶炭素を低減した鋼に、強化元素としてPなどを添加すると2次加工の際、脆性を起すが、本発

明の方法による鋼板はこのような欠点を有しない。

このようなすぐれた特性を示す機構は未だ明らかではないが、再結晶時には{111}集合組織の発達を阻害するほどの固溶Cが存在せず、再結晶後TiCが溶解し、固溶Cが増加して、焼付硬化性を付与すると同時に、粒界に偏析したCがPなどの粒界偏析を妨げ、粒界の脆化を防止すると考えられる。

本発明の鋼成分の限定理由、および焼鈍条件の限定理由について以下説明する。

Cは焼付硬化性を付与するために必要な元素である。しかしC量の増加とともに伸び、 \bar{r} 値が劣化する。このため、下限を0.001 wt%とし上限を0.01 wt%とする。SiとMnは高強度冷延鋼板として必要とされる強度を得るために添加される。しかし添加量の増加とともに伸び、 \bar{r} 値が低下しまた化成処理性等を劣化させるので、その上限をそれぞれ1.2 wt%および1.0 wt%とする。PもMnおよびSiとともに鋼板の強度を高め、さらに、本発明で限定されるCおよびTi含有量の範囲で

は、 \bar{r} 値を劣化させることが最も小さい元素である。しかし、0.1 wt% 以上の P の添加は伸びを劣化させ、かつスポット溶接性不良の原因となるので上限を 0.1 wt% とする。S および N は鋼板を脆化せしめる有害な元素であるが、Ti を添加することによりその影響はなくなる。しかし、N あるいは S の含有量が高いと、必要な Ti 添加量が増加し、コスト上昇の原因となり、また鋼中に析出する TiN, TiS 量が増し伸びが低下するので、N は 0.01 wt% 以下、S は 0.02 wt% 以下とする必要がある。

Ti は本発明において最も重要な添加元素である。すなわち Ti を本発明により限定される範囲で添加し、かつ再結晶焼鈍を本発明による条件で行うことにより高 \bar{r} 値、高延性が得られるとともに、常温非時効でかつ焼付硬化性を有する鋼板を製造することが出来る。S, N の材質への悪影響を防ぐために有効 Ti > 0 であることが必要である。さらに、Ti 添加量が有効 Ti として、 $40 \text{ (wt\%)} - 0.015$ 以下では鋼板の材質が常温で時

効劣化するため、その下限を有効 Ti (wt%) > $40 \text{ (wt\%)} - 0.015$ と定める。また有効 Ti (wt%) > $40 \text{ (wt\%)} + 0.05$ の有効 Ti を含有する場合、高 \bar{r} 値が得られる温度範囲の焼鈍温度では十分な焼付硬化性が得られないので、その上限を有効 Ti < $40 \text{ (wt\%)} + 0.05$ とする。

以上のような組成範囲の鋼を加熱焼鈍した場合、 950°C 以上の温度に加熱すると \bar{r} 値が著しく劣化し、また 850°C 以下の温度に加熱すると、十分な焼付硬化性が得られないので、焼鈍温度を 850°C 以上、 950°C 以下とする。さらに常温非時効性でかつ焼付硬化性を有する鋼板を得るための加熱温度の範囲は、Ti 含有量とともに変動する。すなわち有効 Ti (wt%) - $40 \text{ (wt\%)} < 0$ の場合には $950^\circ\text{C} + 100/0.015 \{ \text{有効 Ti (wt\%)} - 40 \text{ (wt\%)} \}$ 以上の温度に加熱すると常温で時効劣化を起す。一方、有効 Ti (wt%) - $40 \text{ (wt\%)} > 0$ の場合 $850^\circ\text{C} + 70/0.05 \times \{ \text{有効 Ti (wt\%)} - 40 \text{ (wt\%)} \}$ 以下の温度では十分な焼付硬化性が得られない。以上のことから焼鈍温度を 850°C 以上 950°C 以下

で、かつ、 $850^\circ\text{C} + 70/0.05 \{ \text{有効 Ti (wt\%)} - 40 \text{ (wt\%)} \}$ 以上または $950^\circ\text{C} + 100/0.015 \times \{ \text{有効 Ti (wt\%)} - 40 \text{ (wt\%)} \}$ 以下とする。

上記温度範囲に加熱すれば特に保持する必要はないが、10 sec 以上保持することにより鋼板の材質が均質化する。一方 5 分以上保持することは生産効率を低下せしめるので、保持時間を 10 sec 以上 5 分以下に限定する。

加熱後の冷却で 10°C/sec 以下の冷却速度で冷却すると十分な焼付硬化性が失われ、二次加工脆性を起す危険がある。冷却速度は 10°C/sec 以上必要であり、 25°C/sec 以上が好適である。 100°C/sec 以上の高速冷却を行つても、もはや焼付硬化性は向上しないがミスト冷却や水冷法の高速冷却設備を利用することは一向に差支えない。なお、冷却に際しては焼鈍後直ちに急冷を開始する必要はなく、また室温まで急冷する必要はない。 $850^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$ の温度域を上記で急冷すれば焼付硬化性が確保できる。

次に本発明を実験に基づき詳細に説明する。

試料	C	Si	Mn	P	S	Ti	N	有効 Ti	印
1	0.003	0.01	0.20	0.011	0.005	0.036	0.0027	0.019	○
2	0.003	0.01	0.21	0.017	0.005	0.058	0.0031	0.040	○
3	0.004	0.01	0.27	0.012	0.004	0.029	0.0025	0.014	○
4	0.005	0.01	0.25	0.007	0.005	0.061	0.0027	0.044	○
5	0.005	0.01	0.23	0.008	0.006	0.087	0.0031	0.067	○
6	0.008	0.01	0.18	0.011	0.005	0.040	0.0027	0.023	○
7	0.008	0.02	0.30	0.010	0.004	0.061	0.0033	0.044	○
8	0.008	0.01	0.31	0.007	0.006	0.086	0.0035	0.065	○
9	0.009	0.02	0.27	0.011	0.005	0.107	0.0034	0.088	○
10	0.010	0.01	0.21	0.009	0.008	0.044	0.0028	0.022	○
11	0.010	0.01	0.20	0.010	0.006	0.072	0.0024	0.055	○
12	0.011	0.02	0.20	0.012	0.007	0.107	0.0028	0.087	○

上記表1に示す組成の鋼を真空溶解で溶製し、熱間圧延および冷間圧延により板厚0.6mmの冷延鋼板とした後830℃～980℃の種々の温度で2分間焼鈍し、30℃/secで冷却後0.6%のスキンパス圧延を施し、時効性、焼付硬化性および \bar{r} 値を調べた。第1図に常温非時効でかつ4kg/mm²以上の焼付硬化性が得られる有効Tiおよび加熱温度の範囲を示す。図中黒丸は30℃で30日間保持後引張試験をした時降伏伸びが現われたものを示し、白丸は降伏伸びのなかつたものを示す。また図中の数字は2%の予歪を引張変形により与えた後、170℃、20minの熱処理を施し、再度引張試験を行なった際の降伏応力と熱処理前の変形応力の差である。以後の実験において常温時効性および焼付硬化性は同様の方法により調べた。

有効Ti (wt%) - 40 (wt%) < 0 の鋼を、950℃ + 100/0.015 [有効Ti (wt%) - 40 (wt%)] 以上の温度で焼鈍した時には降伏伸びが現われ常温非時効とはならない。また、有効Ti (wt%) - 40 (wt%) > 0 の鋼を、850℃ + 70/0.015 [有効Ti

(wt%) - 40 (wt%)] 以下の温度で焼鈍した場合、熱処理後の変形応力の上昇は4kg/mm²以下となり十分な焼付硬化性が得られない。

さらに有効Ti (wt%) - 40 (wt%) < -0.015 の範囲では、いかなる温度で焼鈍しても常温非時効とはならず、逆に有効Ti (wt%) - 40 (wt%) > 0.015 の範囲では4kg/mm²以上の焼付硬化性を得るためには950℃以上の焼鈍温度とする必要があることがわかる。

第2図にこれら鋼板の焼鈍温度による \bar{r} 値の変化を示す。830℃～950℃の焼鈍温度では鋼種間にはばらつきはみられるものの一部を除いてはすべて $\bar{r} > 1.8$ となつている。しかし焼鈍温度が980℃の場合 \bar{r} 値は著しく劣化し、すべて \bar{r} が1.2～1.3程度となる。したがって高 \bar{r} 値を得るためには焼鈍温度を950℃以下とすることが必要である。次にこれら鋼板のうちA2, 5, 8および12を例にとり、C量による \bar{r} 値の変化を焼鈍温度別に第3図に示す。いずれの焼鈍温度でも、C量の増加とともに \bar{r} 値は漸減する。この結果、安定して \bar{r}

> 1.8 の鋼板を得るためには、C < 0.01 wt% とする必要がある。

実験 2
表 2

No.	C	Si	Mn	P	S	Ti	N	有効Ti	O印 本焼明鋼		P	Mn	Si	(wt%)
13	0.005	0.01	0.32	0.015	0.005	0.048	0.0031	0.030	○					
14	0.004	0.01	0.31	0.057	0.005	0.041	0.0027	0.024	○					
15	0.004	0.02	0.28	0.090	0.006	0.055	0.0022	0.038	○					
16	0.005	0.01	0.30	0.118	0.005	0.063	0.0033	0.044						
17	0.005	0.01	0.61	0.061	0.004	0.050	0.0025	0.035	○					
18	0.006	0.01	0.93	0.063	0.004	0.063	0.0031	0.046	○					
19	0.005	0.02	1.17	0.055	0.004	0.054	0.0028	0.038						
20	0.006	0.30	0.31	0.058	0.005	0.053	0.0030	0.038	○					
21	0.004	0.80	0.33	0.060	0.004	0.056	0.0027	0.038						
22	0.005	1.5	0.29	0.062	0.004	0.058	0.0031	0.041	○					

上記表2に示す組成の鋼を真空溶解により溶製し熱間圧延および冷間圧延により板厚0.6mmの冷延鋼板とし、890℃-2minの焼鈍を施した後、冷却速度30℃/secで冷却した。0.6mmのスキンプス圧延後、引張試験を行ない、さらに \bar{r} 値、焼付硬化性および円筒カップに成形後落重試験を行ない、二次加工脆性を調べた。結果をまとめて表3に示す。

表 3

板	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	EL (%)	\bar{r} 値	二次加工* 脆性評点	焼付硬化性
13	19.3	32.1	46	2.13	3	4.4
14	22.2	35.2	41	2.04	3	4.6
15	24.8	37.8	39	2.11	3	4.6
16	25.2	38.9	34	1.94	4	4.4
17	23.7	37.6	38	1.82	3	4.2
18	25.5	39.7	36	1.77	3	4.5
19	27.1	41.2	35	1.44	3	4.9
20	24.1	38.2	36	1.88	2	4.2
21	27.8	42.2	35	1.86	3	4.2
22	29.3	45.1	33	1.51	3	4.0

* 3以下:良 4:可 5:不可

Pを約0.12wt%含有する板16の鋼板は、二次加工脆性が出る傾向を示している。またP>0.10wt%の範囲では、スポット溶接性が劣化することが知られているので、P含有量は0.04wt%~0.1wt%とする必要がある。Pによる固溶強化が不足し、必要とされる強度が得られない場合SiまたはMnを添加することが有効であるが、1.17wt%Mnあるいは1.5wt%Siを含有する板19、板22の鋼板の \bar{r} 値は1.8以下となり、Si>1.2wt%、Mn>1.0wt%では高 \bar{r} 値が得られない。

次に実施例について述べる。

表 4

符号	C	Si	Mn	P	S	Ti	N	有効Ti	印 本顕明鋼
A	0.004	0.02	0.27	0.01	0.01	0.050	0.0035	0.023	○
B	0.007	0.01	0.31	0.07	0.01	0.030	0.0032	0.004	
C	0.005	0.02	0.30	0.06	0.01	0.058	0.0033	0.031	○
D	0.006	0.02	0.30	0.07	0.01	0.12	0.0021	0.098	
E	0.007	0.02	0.61	0.07	0.01	0.073	0.0030	0.048	○
F	0.006	0.60	0.31	0.06	0.01	0.079	0.0033	0.053	○

上記表4に示す組成の鋼スラブを仕上温度880℃で熱間圧延し板厚2.6mmの熱延板とし580℃で巻取つて酸洗により脱スケール後、冷間圧延により板厚0.7mmの冷延板とし900℃2分、冷却速度20℃/secで焼鈍し0.6%のスキンプラス圧延を施した後、その材質を調べた。結果を表5に示す。

表5

	YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	EL (%)	\bar{r} 値	焼付硬化性 (kg/mm ²)	時効性 * (%)
A	16.3	31.0	48	2.00	4.5	0
B	24.0	36.3	41	1.92	5.6	1.1
C	23.2	36.0	42	2.03	4.4	0
D	22.9	36.8	42	1.89	0	0
E	24.3	39.2	37	1.81	4.3	0
F	25.2	41.0	37	1.83	4.2	0

* 30℃ 1ヶ月放置後の降伏伸び

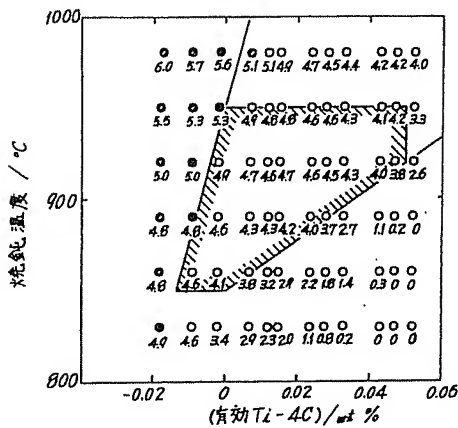
本発明に従い製造されたA、C、D、EおよびF鋼板は1.8以上の高い \bar{r} 値を有するとともに常温非時効であり、かつ、4kg/mm²以上の高い焼付硬化性を示す。

したがって、すぐれたプレス成形性を示すとともに、焼付塗装後には優れた耐デント性を示す特性を有し、このような焼付硬化性を有する良加工性冷延鋼板は多様な自動車部品に使用することが出来る。従つて自動車用鋼板の板厚削減を容易ならしめ車体軽量化への寄与は大きく、その工業的価値は大きい。

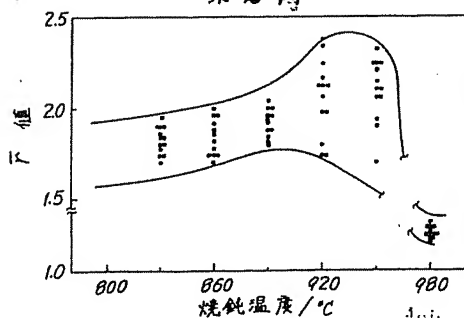
4. 図面の簡単な説明

第1図はTi含有量と焼鈍温度との関係を示し斜線内が適正焼鈍温度の範囲を示す図面、第2図は焼鈍温度による \bar{r} 値の変化を示す図面、第3図は鋼中C量による \bar{r} 値の変化を示す図面である。

第1図



第2図



第3図

